

# ALUMINIUM ALLOY SUITABLE FOR CAN MAKING

Publication number: JP6503854 (T)

Publication date: 1994-04-28

Inventor(s):

Applicant(s):

Classification:

- international: C22C21/10; C22F1/053; C22C21/10; C22F1/053; (IPC1-7): C22F1/053; C22C21/10

- European: C22C21/10; C22F1/053

Application number: JP19910513794T 19910821

Priority number(s): AU1990PK01894 19900822; WO1991AU00376 19910821

Also published as:

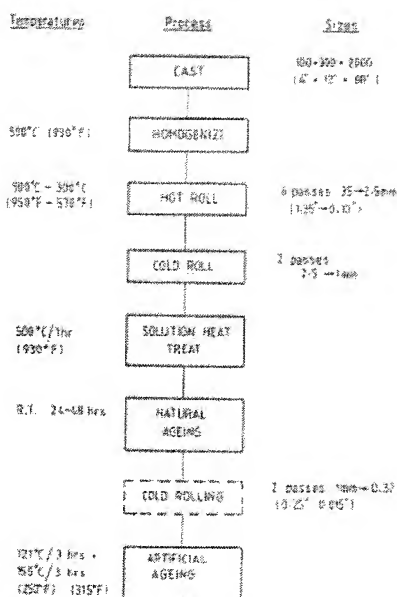
WO9203586 (A1)  
ZA9106651 (A)  
EP0544758 (A1)  
CN1060115 (A)  
CA2091355 (A1)

more >>

Abstract not available for JP 6503854 (T)

Abstract of corresponding document: WO 9203586 (A1)

Aluminium can stock which has strength, ductility and anisotropic properties in excess of conventional aluminium can stocks. The aluminium can stock is produced from an alloy with 3.0-8.0 wt% zinc, 0.5-3.0 wt% magnesium, less than 0.7 wt% iron, 0.01-2.0 wt% silicon, 0.05-0.9 wt% copper, 0.1-1.1 wt% manganese, less than 0.3 wt% chromium and incidental impurities less than 0.15 wt%. While zirconia is not generally an impurity in these aluminium alloys it is preferable that the amount present is less than 0.01 wt%. The aluminium can stock is produced by a process comprising the steps of forming melt of the alloy metal suitable for casting, casting the melt into a form suitable for rolling, performing an intermediate rolling to an intermediate thickness, treating the alloy material with heat, performing finish rolling by a cold rolling reduction within the range of 2 to 85 % and temper heat treating the material to the desired ductility and strength properties.



Data supplied from the **espacenet** database — Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公表特許公報 (A)

(11) 特許出願公表番号

特表平6-503854

第3部門第4区分

(43) 公表日 平成6年(1994)4月28日

(51) Int.Cl. <sup>3</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I
C 2 2 F 1/053		9157-4K	
C 2 2 C 21/10		9269-4K	

審査請求 未請求 予備審査請求 有 (全 15 頁)

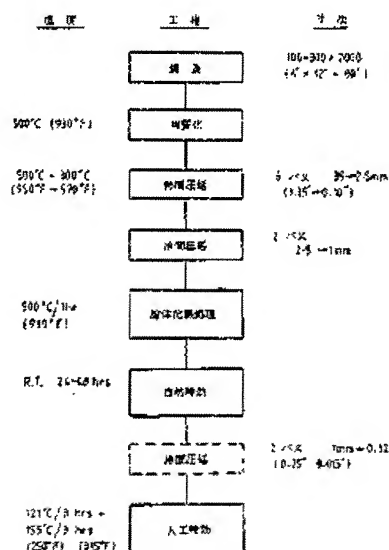
(21) 出願番号	特願平3-513794	(71) 出願人	コマルコ アルミニウム リミティド オーストラリア国、ビクトリア 3000, メ ルボルン, コリンズ ストリート 55サ ティファースト フロアー
(86) (22) 出願日	平成3年(1991)8月21日	(72) 発明者	モア, ジェイムズ クリストファー アメリカ合衆国, ケンタッキー 42276, ラッセルビル, リンドセイ レーン 106
(85) 翻訳文提出日	平成5年(1993)2月22日	(74) 代理人	弁理士 宇井 正一 (外3名)
(86) 国際出願番号	PCT/AU91/00376		
(87) 国際公開番号	WO92/03586		
(87) 国際公開日	平成4年(1992)3月5日		
(31) 優先権主張番号	PK1894		
(32) 優先日	1990年8月22日		
(33) 優先権主張国	オーストラリア (AU)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 缶の製造に適したアルミニウム合金

(57) 【要約】

従来の缶材料よりも強度、延性および異方性の性質が優れたアルミニウム缶材料。このアルミニウム缶材料は、亜鉛3.0~8.0wt%、マグネシウム0.5~3.0wt%、鉄0.7wt%未満、シリコン0.01~2.0wt%、銅0.05~0.9wt%、マンガン0.1~1.1wt%、クロム0.3wt%未満、随伴不純物0.15wt%を含有する合金から製造される。このアルミニウム合金ではジルコニアは一般的に不純物ではないが、存在量を0.01wt%未満とすることが望ましい。このアルミニウム缶材料は、製造に適したこの合金の溶湯を形成する工程、この溶湯を圧延に適した形に鋳造する工程、中間厚さにまで中間圧延する工程、この合金材料を熱処理する工程、圧下率2~85%の冷間圧延により仕上げ圧延を行う工程、およびこの材料をテンパー熱処理して所望の延性および強度特性にする工程を含む方法によって製造される。



# 請求の範囲

1. 亜鉛3, 0～8, 0wt%, マグネシウム0, 5～3, 0wt%, 鉄0, 7wt%未満、シリコン0, 01～2, 0wt%, 銅0, 05～0, 9wt%, マンガン0, 1～1, 1wt%, クロム0, 8wt%および随伴不純物合計量0, 15wt%未満を含むアルミニウム合金からアルミニウム合金材料を製造する方法であって、鋳造に準じた合金の溶融を形成する工程、該溶融を圧延に準じた形に鍛造する工程、中鋼厚さ以下で中間圧延する工程、該合金を熱処理する工程、2～8.5%の冷間圧延圧下率により仕上げ圧延する工程、および該材料をテンパー熱処理して所望の延性および強度特性にする工程を含むアルミニウム合金材料の製造方法。

2. 該アルミニウム合金はジルコニウムレベルが0, 01wt%未満である請求の範囲第1項記載の方法。

3. 該合金材料は2相が合金に分散した金属マトリクスを有する請求の範囲第1項または第2項記載の方法。

4. 該仕上げ圧延工程は圧下率10～30%の冷間圧延である請求の範囲第1項または第2項記載の方法。

5. 該仕上げ圧延工程は圧下率30～70%の冷間圧延である請求の範囲第1項または第2項記載の方法。

6. 亜鉛が4～9, 5wt%の範囲で存在し、マグネシウム1, 0～2, 5wt%, マンガン0, 3～0, 8wt%, シリコン0, 15～0, 3wt%, 鉄0, 45wt%以下、銅0, 10～0, 50wt%, クロム0, 05wt%以下である請求の範囲第1項または第2項記載の方法。

7. 該鍛造工程の次に該材料を均質化するために熱処理工程を行う請求の範囲第1項記載の方法。

13項記載のアルミニウム合金材料。

20. クロムが0, 05wt%未満の範囲内である請求の範囲第13項記載のアルミニウム合金材料。

21. ジルコニウムが0, 01wt%未満の量で存在し、ジルコニウムが0, 08wt%未満の範囲内である請求の範囲第13項記載のアルミニウム合金材料。

22. 亜鉛が4～6, 5wt%の範囲内で存在し、マグネシウム1, 0～2, 5wt%, マンガン0, 3～0, 8wt%, シリコン0, 15～0, 30wt%, 鉄0, 45wt%未満、銅0, 10～0, 60wt%, クロム0, 05wt%未満、ジルコニウム0, 01wt%未満である請求の範囲第13項記載のアルミニウム合金材料。

23. 該合金材料を溶融状態にし、圧延に準じた形に鍛造し、次に該材料を中間圧延して中鋼厚さとした後に熱処理し、次に該材料を圧下率2～8.5%の冷間圧延により仕上げ圧延し、そして該材料をテンパー熱処理して所望の延性および強度にする請求の範囲第13項から第21項までのいずれか1項記載のアルミニウム合金材料。

24. 該仕上げ圧延の圧下率が10～30%の範囲である請求の範囲第23項記載のアルミニウム合金材料。

25. 該仕上げ圧延の圧下率が30～70%の範囲である請求の範囲第23項記載のアルミニウム合金材料。

26. ボディー部分と端部部分とを有し、該ボディー部分および該端部部分が請求の範囲第23項から第25項までのいずれか1項記載のアルミニウム合金材料で作られている2ピース型飲料容器。

27. ボディー部分と端部部分とを有し、該ボディー部分および該端部の両方の凹材料、該ボディー部分および該端部部分の両方の凹材料が製造方法第1項から第12項までのいずれか1項記載の方法によって製造されている2ピース型飲料容器。

## 特表平6-503854 (2)

8. 該熱処理工程に次いで該中間圧延工程の後に熱間圧延工程を行う請求の範囲第6項記載の方法。

9. 該熱間圧延工程の後に、該材料を十分に高い温度で熱処理を施すことにより、該合金と取られた材料を炭素させる請求の範囲第8項記載の方法。

10. 該中間圧延工程は冷間圧延工程である請求の範囲第1項から第8項までのいずれか1項記載の方法。

11. 該中間圧延工程は、冷間圧延途中での完全焼鈍または固溶のための中間焼鈍を含む請求の範囲第7項記載の方法。

12. 該合金の熱処理工程は溶体化熱処理である請求の範囲第13項記載の方法。

13. 亜鉛2, 0～8, 0wt%, マグネシウム0, 5～3, 0wt%, 鉄0, 7wt%未満、シリコン0, 01～2, 0wt%, 銅0, 05～0, 9wt%, マンガン0, 1～1, 1wt%, クロム0, 8wt%未満および随伴不純物合計量0, 15wt%未満を含む合金から製造されたアルミニウム合金材料。

14. 亜鉛量が4～6, 5wt%の範囲内にある請求の範囲第13項記載のアルミニウム合金材料。

15. マグネシウム量が1, 0～2, 5wt%の範囲内である請求の範囲第13項記載のアルミニウム合金材料。

16. マンガン量が0, 3～0, 8wt%の範囲内である請求の範囲第13項記載のアルミニウム合金材料。

17. シリコン量が0, 15～0, 3wt%の範囲内である請求の範囲第13項記載のアルミニウム合金材料。

18. 鉄量が0, 45wt%未満である請求の範囲第13項記載のアルミニウム合金材料。

19. 銅が0, 10～0, 50wt%の範囲内である請求の範囲第13項記載のアルミニウム合金材料。

28. 容積のドーム反転が約100psiより大きい請求の範囲第26項記載の2ピース型飲料容器。

29. 平均耳レベルが2%未満の請求の範囲第28項から第25項までのいずれか1項記載の凹材料を深絞り加工することにより製造された凹ボディー。

## 明 細 書

缶の製造に適したアルミニウム合金

本発明は、液体容器製造用に用いられるアルミニウム合金に関し、特に液体容器の製造用として適した高圧縮量のアルミニウム合金に関する。

従来の２ピース型アルミニウム製飲料容器は一般に、例えばアルミニウム協会規格（AA規格：Aluminium Association Specification）3004と5052という異なる２種類の合金を用いて製造されている（図1を参照）。一般に3004合金は、深絞り加工と衝張り加工を行ってボディ材として用いられるが、適当な量材として必要な剛性および強度特性は無く、一方、ボディ材には不向きな5182合金は缶蓋の製造用として望ましい特徴がある。このタイプの容器に対する剛性が低く、また罐内での強い缶に対する圧力が高くなってきたため、新しい合金の開発、特にボディ材と蓋材に共に適する合金の開発が急がれている。

缶のボディ材として用いるためには、必要な成形性と強度とを兼ね備えると同時に経済的に製造できる合金でなければならない。

AA3004系の組成を持つ合金を製造する従来の方法では、直接冷却溶注法（DC溶注法）により溶注して厚さ50mm×幅700mm程度の鋳造材を持つインゴットにする。このインゴットを500〜600℃で4〜24時間均質化してから圧延する。一連のブレークダウン圧延としての熱間圧延を行い、インゴットの厚さから2〜3mm程度の厚さまで圧下する。

その後、通常は300〜400℃で、5〜4時間焼鈍を行い焼結品とさせる。焼鈍後に冷間圧延を行って強度等の性質を向上さ

せていない合金には、缶の仕上げ工程に「かじり」による深い溝が発生することがある。

ボディの製造コストを低減するために従来の鋳造合金の肉厚を減少させるには、合金量（例えば銅、マンガン、マグネシウム）を増やして強度を高める必要がある。しかし、これら合金の量を増加させると、合金の成形性は低下する。例えば、3XXX系をベースとする合金の現在の強度は、溶注仕上げ前の処理工程中には極限可能な圧延量の量によって最終的には限定されてしまうので、材料の性質が劣化する。現在別の用途に用いられている他の系のアルミニウム合金は、3XXX系合金よりも高い強度を発揮する潜在的な可能性がある。

かじりが発生せず耳の厚さも少ない高強度の3004型合金の罐内材で容器が簡単に製造できたとしても、肉厚減少による強度低下分を相殺できる十分な強度がない限り、得られた缶はバックリング（座屈）抵抗が低いものになる。

バックリング抵抗の強さを測定するには、深絞りおよび衝張り加工した缶の内部に圧力をかけ、圧力を徐々に高めていくことで缶を成形させてから、すなわちバックリングを発生させ、壓入したドーム部分を反転させる。この底部バックリング発生時の圧力をバックリング強度あるいはドーム反転圧力とする。缶ボディとして使用するためには、合金シートから成形した缶のバックリング強度が少なくとも85psiはなければならない。従来の溶注冷却（DC）溶注法により製造した高強度3004合金を深絞りした缶は、バックリング強度が約50psiである。

インゴット溶注による3004ボディ材の製造が広く行われているが、経済上およびエネルギー上の観点からはアルミニウムシートの製造に連続溶注を用いる方が好ましいと考えられる。従来、ス

## 特許平6-503854 (3)

せる。普通この冷間圧延は圧下率20〜50%で2〜5パスで行い最終肉厚を0.3〜0.33mm程度にする。

この最終肉厚板をカッピング機（内側絞り機、カップ絞り機）とボディ製造機を用いてアルミニウム缶にする。カッピング機では、冷間圧延板から直径135mm程度の円板がカットまたはパンチされ、浅いカップ状に絞り加工される。次にこのカップをボディ製造機に入れて、先ず再度深絞り加工して最終位置に近いカップにする。次に缶蓋のしごき加工を1回あるいは2回以上行って側面の肉厚を減少させ、およそ直径55mm、高さ140mm、肉厚0.16〜0.18mmの缶ボディとする。

ボディの深絞り加工に用いる材料には異方性（諸性質が方向によって異なる）があるので、深絞り後のボディは上縁が歪んでおり、互いに90°ずつ離れた位置には4つのピークがあって、これを耳（イヤリング）と呼んでいる。耳の強度は下記の式によって簡的に計算される。

$$2 \times \frac{(h_1 - h_2)}{(h_1 + h_2)} \times 100 = \text{耳の強度} (\%)$$

ここで、 $h_1$  はカップの底から耳のピークまでの距離、 $h_2$  はカップの底から耳の谷までの距離である。

このように成形されたボディを飲料容器にするために更に加工できるためには、耳の強度は3〜5%以下、望ましくは3%以下でなければならない。スリッティング加工により缶ボディの上縁をトリミングし（個々の製造工程により異なる）、耳の部分はスクラップ化する。

このように成形されたボディの品質としてもう一つ重要なことは、ボディ製造機で製けずに成形でき、仕上げ表面が滑らかで深絞りによる歪みや線状疵が無いことである。材料のミクロ組織が適

トリアブ溶注法によりアルミニウムを溶注して厚さ1mm程度の薄い合金シートを得ようとする試みがなされてきた。この方法を用いれば、均質化処理が省略できると共に中間厚さへの熱間圧延下量が非常に少なくなり、そして非常に薄いストリップに連続溶注した際に所望のミクロ組織が得られれば熱間圧延工程そのものを省略できる。次に、インゴット溶注材と同様に焼鈍その他の処理を行う。この段階までで、この方法で製造された缶材料は以降の処理および缶ボディ製造に適していないことが分かった。

そこで本発明の目的の一つは、かじりが発生せず耳発生が少なく高強度を持ち、少なくとも現存するAA3004合金に対して遜色のない良好な成形性があり、従来よりも薄いシート材から缶ボディを作ることができる、缶材料として適したアルミニウム合金を提供することである。本発明のもう一つの目的は、缶蓋の製造にも適し、それにより1種類の合金で2ピース型飲料缶の全体を製造できる缶材料を提供することである。この合金で缶材料を作製する際、衝張り機や深絞り機およびストリップ連続溶注法のいずれを用いても良い。そこで本発明は、断面3.0〜8.0wt%、マグネシウム0.3〜3.0wt%、鉄0.7wt%未満、シリコン0.01〜2.0wt%、銅0.05〜0.10wt%、マンガン0.1〜1.1wt%、およびクロム0.00.2wt%を含むアルミニウム合金から成る缶材料およびこの缶材料を製造する方法に関する。この合金の延伸不純物レベルは合計量で0.15wt%未満である。

本発明のもう一つの態様においては、この合金から缶製造用材料を製造する方法は、

溶注に適したこの合金の前縁を作製する工程、

この前縁を圧延に適した形に溶注する工程、

中間圧延を行い中間厚さにする工程、

この合金を熱処理する工程、  
2～8.5%の範囲内の冷間圧延により仕上げ圧延を行う工程、  
得られた材料をテンパー熱処理して所望の延性および強度にする工程を含んで成る。

この合金の望ましい組成成分量は、重量%で亜鉛4.0～6.0、  
マグネシウム1.0～2.5、マンガン0.3～0.8、シリコン  
0.15～0.3、鉄0.45以下、銅0.10～0.50、クロム  
0.20以下、残留不純物の合計量0.1未満である。

最大レベルで0.25wt%以下のジルコニウムを含有する合金は、  
耳の少ない缶ボディーを製造するための缶材料として適しているが、  
ジルコニウムのレベルは0.08wt%未満であることが望ましく、  
溶湯へ添加せず不純物としてのこの元素の標準的なレベルである0.  
01wt%未満であることが最も望ましい。

前記組成の範囲内にある合金は引張強さおよび降伏強さが共に高  
く、成形性が良好で、作製しごき加工で「無かじり」であることが  
分かった。このように、この合金は飲料容器のボディーと蓋の両方  
を製造するのに適している。

この合金を用いると、ドーム反転強度が80psiより大きく、  
強しごき加工後の肉厚が0.18mmより薄い缶ボディーを製造す  
ることができる。一般的にA3004合金で同等のドーム反転強度  
を得ようとする、肉厚を0.18mm以上にせざるを得ない。

上記合金は、直接冷間鍛造性、ロール深絞り造性、あるいはスト  
リップ連続鍛造法のいずれで鍛造しても良い。しかしこの合金をロ  
ールまたはストリップ鍛造法を用いて鍛造するのであれば、合金の  
組成範囲を広げることができる。

Zn、Mg、Mn、Fe、およびSiの量を多くしてもよく、そ  
の場合は鍛造後のα相粒子の体積率が多くなり、最終処理後の析出

量が多くなる。

この合金シートを、製造の最終段階において圧延圧下と熱処理と  
を組み合わせるにより製造してもよい。鋳造、鍛造工程は最終  
用途での腐蝕内容によって変わるものである。しかし、熱処理を行  
って分かったことは、このようにして製造された合金は非常に  
短時間の溶体化熱処理ができるだけでなく、熱処理を非常に良好に行  
って再結晶状態あるいは回復状態による焼戻を同時にすることもで  
きるという点である。

溶解製造あるいはその他の用途で強度と成形性が重要になる場  
合には、インゴットまたはストリップ鍛造材を熱処理して鍛  
造材を均質化することができ、熱間圧延の後冷間圧延することが望  
ましい。次に溶体化熱処理を行い、そして冷間圧延により圧下され  
る。最後に、強度および塑性を向上させるために、最終製品に対す  
る要求内容に応じた温度で焼戻する。

鍛造材がインゴット鍛造されたものである場合には、合金の均質  
化のために熱処理を施し、その後熱間圧延することが望ましい。

中間圧延は望ましくは冷間圧延であり、冷間圧延の途中で完全焼  
戻または回復のための中間焼戻を行うことが望ましい。

合金を熱処理する工程は望ましくは溶体化熱処理であり、その後  
に自然時効工程を入れてもよい。

仕上げ圧延の工程は本発明に不可欠な工程であり、これにより最  
終製品に必要な強度特性を付与するのであるが、缶材料として適し  
た十分な延性および成形性は維持させる必要がある。そのために、  
この仕上げ圧延は冷間圧延とし、圧下率は2～8.5%の範囲内、望  
ましくは10～80%の範囲内、最も望ましくは80～89%の範  
囲内とする。最終的なテンパー熱処理は人工時効であることが望ま  
しい。

本発明のもう一つの態様によれば、本発明の合金から製造され、  
降伏強さおよび引張強さが400MPaより高く、全伸びが4%以  
上である低製造用材料が提供される。

本発明の合金は缶の端板材(endstock)を製造するためにも用い  
ることができ、この端板材はテンパーされた状態での降伏応力が3  
10MPa以上、極限引張応力が355MPa以上、伸びが8%以  
上でなければならない。

上記規定した缶用端板材の強度および伸びは材料のベーキング後  
の強度と関係がある。

一般に端板材はコイルの形で製造されて罐頭メーカーに送られ、  
そこでコーティングを施してから155℃～210℃の中径圧の温  
度で10～30分のベーキングを行う。普通、この合金の規定試験  
は205℃×30分である。罐頭メーカーでは次に当業者に熟知の  
従来の金属成形法により筒状部を製造する。

本発明に従って作られた端板材はベーキング後の状態で所定の  
下限値より大きい強度および延性を持つので、本発明の合金から適  
正な缶端板を製造することができる。

本発明のもう一つの態様は、本発明の合金から作られた2ピース  
型飲料容器である。この容器は、肉厚が0.12mm未満、ドーム  
反転強度が90psiより大であることが望ましい。

本発明の上記およびその他の特徴、目的および利点は、以下に説  
明する望ましい実施形態および添付図面の記載からより明確になる  
であろう。

図1は本発明の合金の組成および望ましい範囲の図表を示す。

図2は本発明の合金について製造工程全体の詳細を示すフローチ  
ャートである。

図3は本発明の合金についての走査型X線分析結果である。

図3(a)は本発明の合金を製造する最終工程を示すフローチャ  
ートである。

図3(b)は最終冷間圧延圧下率の影響を示す。

図3(c)は実施例1の合金に対する冷間圧延および人工時効の影  
響を示す。

図4は実施例2の合金2のミクロ組織を例々の製造工程について  
示しており、4(a)は熱間圧延後のミクロ組織であり、4(b)は焼  
戻後のミクロ組織であり、4(c)は最終冷間圧延後のミクロ組織で  
ある。

図5は合金1、2および3（実施例2）に対する自然時効の影響  
を示す。

図6～8は実施例2の各合金について最終時効処理における各温  
度での所定に対する移動を示すグラフである。

図9は本発明の合金に対する自然時効および冷間加工の影響を示  
す。

図10は時効時効において2段階時効を用いた場合の影響および冷  
間加工の影響を示す。

図11は本発明の合金について引張試験結果を示す。

図12は本発明の合金の強度および延性を従来の3004ボデー  
ー材と比較して示す。

図13は本発明の合金の利点を示す図表である。

本発明による合金は次の基本合金元素(wt%)を含む。すなわち、  
銅(0.05～0.2)、マンガン(0.1～1.1)、マグネシ  
ウム(0.5～8.6)、および比較的高濃度の亜鉛(3.0～2.  
0)。更に、溶湯中に含まれる添加元素として、クロム(0.0～  
0.30)、シリコン(0.1～2.0)および鉄(0.0～0.  
5)がある。

溶体化熱処理後にマアネシウムおよび亜鉛は大部分が固溶状態になっており、テンパリング熱処理中に析出して合金に必要強度を得るということが分かった。

添加元素であるシリコン、マンガンおよび鉄は、合金中に鉄2相（ $\alpha$ 相）が分散分布した状態を形成するために必要であり、この状態がけり発生せずに圧延し加工された缶を製造するための決め手になるので、これら添加元素を上記規定範囲にすることは本発明にとって不可欠である。

ジルコニウムおよびクロムは典型的には0.01wt%未満の不純物レベルで溶湯中に存在するが、強度特性向上のために溶湯中に予め存在あるいは添加する場合には、それぞれ0.05wt%未満および0.05wt%未満のレベルにすることが望ましい。

固溶化元素であるクロムおよび亜鉛はジルコニウムが非常に少量存在すると、例えば熱間圧延または低温焼鈍材（345℃×0.5〜2時間）で死食再結晶が起こるという効果がある。

ジルコニウムおよびクロムのレベルが本発明の規定レベルを超えると、熱間および冷間圧延により生成された加工組織が溶体化熱処理あるいは焼鈍中に消失し、最終肉厚になったシートの性質の異方性が強くなる。このような状態になると、シート料を深絞り加工する場合に、異方性のために耳の発生が著しくなり缶ボディの製造プロセスに悪影響になるので、大きな欠点となる。これらの元素を増量すれば強度を得ることはできるが、その結果成形性と耳発生は悪化する。

本発明による10合金の降伏強さおよび引張強さは3XXX系缶ボディ材よりも著しく高い。3004合金は降伏強さおよび引張強さがそれぞれ285MPaおよび330MPa、伸びが4%であるのに対して、本発明の合金は降伏強さおよび引張強さがそれぞれ

#### 特表平6-503854(5)

420および480MPa、伸びが4%以上（測定長さ50mm）である。このシートを深絞り加工および仕上げ加工して2ピース型飲料容器のボディを作ると、得られた缶は肉厚0.12mmの場合のバックリング強度が100psiである。この合金は、どのタイプの3004系合金あるいはその修正版の3XXX系合金と比べても、強度が非常に高く且つ延性が向上しているもので、最初の成形工程に供給するシート（缶製造ラインへの供給材）の肉厚を少なくとも10%は減少させながら、最終的なボディ材のバックリング強度および成形性はそのまま維持することができる。

本発明の合金は強度が高いので、缶の素材としても用いることができる。飲料缶の蓋として現在用いられている合金AA5182は引張強さが395MPa、伸びが4%である。3004合金は所望厚さの蓋にすると十分な強度が得られないため、一般に素材としては用いられていない。本発明の合金はAA5182と同等の延性があるので、従来のように2種類の合金を用いる代わりに、1種類の合金で2ピース缶を作ることができる。

缶ボディを製造するためにDC焼連によって合金を焼連した場合には、先ず焼鈍処理を施す。焼鈍材を望ましくはブロックとして480〜500℃で5〜10時間均質化する。次に、望ましくは500℃以下の温度から、巻き取り（コイルング）に連した厚さ（望ましくは5mm未満）にまで熱間圧延する。本発明の合金は巻き取り中に自然に焼鈍されるので、熱間圧延巻き取り完了温度は約300℃以上とするのが望ましい。

次に冷間圧延を行うが、その前に望ましくは冷間圧延途中で完全焼鈍または回復焼鈍を中間で行う。この冷間圧延段階を結したストリップは、厚さが0.8〜0.4mmであることが望ましい。この厚さにする理由は、管用シートの肉厚までにする最終段階での延下に

よって、必要なシート平坦性および最終肉厚強度を得るためである。その後に溶体化熱処理を行うが、その温度は480℃〜595℃、保持時間は5秒〜1時間とすることが望ましく、その後、製品まで水で冷却する。

溶体化熱処理前に冷間圧延を施されている場合、上記範囲の上限に近い保持時間で溶体化熱処理を行えば、これは焼鈍処理にもなる。ただし、本発明の合金は3004合金を通常に処理した場合よりも非常に短い保持時間で熱処理することができる。

この合金ストリップは、冷間圧延する前に、強度で0〜48時間の自然焼鈍をさせてもよい。

本発明の合金に必要な強度特性を得るためには、仕上げ圧延工程において2〜8%、望ましくは10〜20%、最も望ましくは30〜70%の範囲の低下率で冷間圧延を行うことが必要である。冷間圧延の低下率を上記範囲の上限近くにしても、適量の素材として必要な延性および成形性があることが分かった。

最後にこのシート材を、不完全圧延（アンダーエージ）と過時延（オーバーエージ）との間の温度で時効処理する。時効処理は、用いる設備と製造者の強度・延性規格とで決まるものであり、120〜260℃の範囲で1分〜4時間行うことが望ましい。

最終的な処理の前に行う溶体化熱処理で再結晶が起き、冷間圧延で生じた異方性が弱められる。すなわち、最終圧延し所望温度で完全時効すると、異方性が非常に弱く耳発生が非常に少ない深絞り用材料が得られる。最終肉厚にした3004あるいはその修正版の合金を底蓋したカップの典型的な耳のレベルは8%であるのに対して、本発明の合金を成形したカップは耳のレベルが2%未満である。

本発明の合金は、深絞り冷却焼鈍の代わりに、従来のストリップ製造機によりストリップ製造して厚さ1mm程度以下の板材に焼連す

こともできる。その際には合金溶湯の組成はDC焼連用の合金溶湯よりも高濃度であってよいが、本発明の望ましい合金範囲のものとする（表1参照）。望ましくは次に、ストリップを熱間または冷間圧延し厚さを少なくとも25%、望ましくは50〜85%減少させる。

本発明の合金組成および製造方法を用いることにより、肉厚の薄いシート材から液体容器を作ることができ、コストを低減することができる。更に、1種類の合金を、その製造工程を変えることにより、増設用材料とオープンタブ用材料に用いることができる。液体容器の部材全てに1種類の合金を用いると、製造コスト上有利であり且つスクラップのリサイクル効率が向上する。

以下に、本発明の合金を実施例により説明する。

下記組成（wt%）の合金を直接冷却焼連して50cm×120cmの寸法のインゴットを得た。

	Zn	Mg	Fe	Si	Cu	Ni	Cr	Al
4.83	1.53	0.35	0.18	0.010	0.42	0.01	残部	

このインゴットを下記工程で処理してシートのコイルを製造した。

- 均質化 5時間 480℃〜595℃
- 熱間圧延 3.175mmまで
- コイル出口ゲージ温度 295〜315℃
- 標準のエッジトリム処理
- 焼鈍 370℃〜373℃×3時間
- 冷間圧延 低下率60%で1.22まで
- 溶体化熱処理を1.22まで
- フラッシュソリェーション処理 585℃×10秒
- 冷間圧延 低下率40%で0.73mmまで

- 274で0.454まで
- 35%で0.363mmまで
- レベリングおよびソルベント洗浄
- 人工時効 T87テンパー状態にする
- 時効 100℃×1時間

上記工程において、熱処理したコイルは、バック・ツク・バック (beck-to-back) バスで圧延して最終厚さとし、その際に圧延開始までの遅れ時間は最大で48時間であった。

冷間圧延後の時効硬化があるため、レベリングは冷間圧延後5日以内に実施して過剰な自然時効を回避した。

50mmのサンプルを試験した平均は下記のとおりであった。

降伏強度 = 393 MPa

極限引張強度 (UTS) = 496 MPa 伸び = 4%

延性 = 4.84 mm

これらのサンプルから製造した缶ボディはドーム形厚0.80mmでのドーム成形が105psiであった。図3(b)に合金の強度および延性に及ぼす最終冷間圧延の圧下率の影響を示し、図3(c)に上記合金を溶体化熱処理 (S, H, T) 後70%冷間圧延した後の人工時効時間、強度および延性に及ぼす影響を示す。この時効温度は250°F (121℃) である。

#### 実施例2

表1に示した組成の本発明に従った3種類の合金を直接冷却時効して断面100×300mm、長さ1.2mのインゴットとした。これらインゴットを皮むきして幅180mm、厚さ100mm、長

簡表6-503854 (8)

さ200mmのブロックにした。次に500℃〜585℃の範囲の温度でそれぞれ均質化した。溶質量が最も多い合金については高い方の均質化温度で行い、均質化の過程を図2に示す。均質化処理中の合金内部での析出反応を示す熱分析曲線を図2に示す。以下のアルファベット文字は図2中で位置を示しており、種々の相で起こった変化に対応する。AはCPゾーンの固溶であり、Bはα' + γ' (M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>) 相の析出であり、Cはγ' + γ' 相の固溶、DはT相の析出、EはT相の固溶、そしてFは局所的な効果 (GB) の溶解である。種々のサンプル合金について均質化処理および熱間圧延のスケジュールを表2に示す。

これらの合金を熱間圧延するために、皮むきしたブロックを炉内で500〜485℃の圧延温度まで加熱した。次にブロックを炉から取り出し、それぞれ厚さ100mmから最終肉厚約2〜3mmにまで圧延した。この熱間圧延時のマイクロ組織を図4aに示す。

熱間圧延の仕上げ温度はしばしば200℃以上になっており、これは溶体化熱処理肉厚にまで行う冷間圧延の前に圧延組織をある程度回復させるのに十分な温度である。しかし3種類の合金サンプルの熱つかについては、345℃×3時間の再結晶処理を経た。これにより回復および再結晶を十分に行われた。完全再結晶状態での結晶粒径は平均直径で19μm (ASTM B. 5) であった (図4b)。

この軟化した状態の合金に冷間圧延を行って表4に示す種々の肉厚にした。これは、ボディ材成形用の所定最終肉厚に対して種々の最終冷間圧延圧下率を得るためである。最終処理工程は図3aに図解してある。

図4(c) は実施例2の合金2の最終冷間圧延後のマイクロ組織を示しており、このマイクロ組織から分かるようにα相 (α-A1 (Fe,

Mn) S<sub>1</sub>) がマトリックス合金に分散している。このマイクロ組織によって、盤しごき加工した缶ボディはかじりの無い優れた品質になる。

この板材の溶体化熱処理は500℃で行い、最終時効処理のために各元素を固溶させた。これら3種類の合金を500℃で2時間溶体化熱処理した後の自然時効挙動を調べた結果を図5に示す。サンプルを冷水中に急冷した後、種々の熱処理を施した。時効の調査および調査測定により、種々の熱処理に対する各合金の挙動の特徴を明らかにした。次に、種々の条件についてはシートの引張試験を行い、特定の合金熱処理時の降伏強度および伸びを測定した。

最終時効処理についての調査結果を図6〜8に示す。

図6(a)、6(b) および6(c) は、121℃でそれぞれ1時間、2時間および3時間の第1段階時効を行った後に185℃で時効を行ったときの各合金の挙動を示す。

図7(a)、7(b) および7(c) は、それぞれ0時間、24時間および48時間の自然時効を予め行った後に121℃で時効したときの各合金の時効挙動を示す。

図8(a)、8(b) および8(c) は、それぞれ0時間、24時間および48時間の自然時効を予め行った後に185℃で時効したときの各合金の時効挙動を示す。

300* 濃 度	5182 濃 度	本発明合金 時効値	
		時間 (分)	温度 (°C)
Mg 0.8 - 1.3	4.0 - 5.0	0.5 - 3.0	1.0 - 2.5
Mn 1.0 - 1.5	0.2 - 0.3	0.1 - 1.3	0.3 - 0.8
Cu 0.25 以下	0.15 以下	0.05 - 0.9	0.10 - 0.50
Si 0.30 以下	0.20 以下	0.01 - 2.6	0.15 - 0.3
Fe 0.75 以下	0.35 以下	0.7 以下	0.45 以下
Sn 0.25 以下	0.25 以下	3.0 - 8.0	4.0 - 6.5
Cr -	0.10 以下	0.3 以下	0.05 以下
Ti -	0.05 以下	-	0.10 以下
Others 0.05 以下 (合計)	0.15 以下	0.15 以下	0.01 以下
Al -	-	-	-
Zr -	-	-	-
Sr -	-	-	-



特表平6-503854 (7)

458 2

化学成份 (wt%)								
	Al	Zn	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Cr
合金 1	核部	3.8	1.1	0.46	0.2	0.3	0.12	<0.07
合金 2	残部	4.6	1.3	0.42	0.2	0.4	0.10	<0.08
合金 3	残部	6.0	1.8	0.58	0.2	0.35	0.10	<0.08

我

	均質化溫度 (°C)	熱間圧延 溫度 (°C)	抑筋率 (%)	炭素厚 (mm)
合金 1	500	500	100	2.5
合金 2	556	450	100	2.7
合金 3	535	490	100	2.8

図9は、合金2の冷間圧延の影響を示す。

図10(b)および(c)は、0~50%の冷間圧延(cw)を施した合金に及ぼす第2段階の人工时效の影響を示す。図10(b)の合金の履歴は、溶体化熱処理(500℃×2時間)、自然时效(8時間)、冷間圧延、および1段階の人工时效(1210℃×3時間)である。図10(c)の合金の履歴は、溶体化熱処理(500℃×2時間)、自然时效(4時間)、冷間圧延、および最初の人工时效(121℃×3時間)である。表4は、冷間圧延および人工时效の変化に対する実施例2の合金1、2および3の挙動を示す。

C、W、と記した値は冷間圧延工程における低下率を示す。AA1およびAA2の値は $\sigma/\epsilon$ の形で表示されており、 $\sigma$ は熱処理の温度で、 $\epsilon$ はこの温度での保持時間である。

NAと記した値は自然対数の時間を示す。SHT/ANNは腐敗化熱処理/焼成の温度および時間を、人工時差工率の(A/A1)および(A/A2)と同様にT/と記す。それ以外の値は、それぞれ降圧値、引張強さ、伸び、歪およびドーム変形圧を示す。

多数枚の合金シートをポディー製造用のカップに成形し、そのレベルを測定した。次に型ポディー製造機でカップをポディーに成形した。個々の成形結果は穴と蓋面従も無い良好な各ポディーについてのものである。幾つもの倍については、従来のバックリング装置に換機によりバックリング環境を測定した。

その結果、延ばし4ヶ月より大きい場合で異常に高い引張強さが得られた。不発明の場合で得た新ボディーの引張レベルは0~2.4度であった。これは、同じ条件の3004新ボディーよりも平均で1%高いレベルである。

本発明の合金で作ったこれらの形のドーム反転圧力は、同一厚さの3004型鋁に比べてはるかに大きい値である。3004型鋁の

森 生

案發至下一夕：吳庭例 2

[illegible]

ドーム反転圧力は典型的な値が90 p s iであるのに対して、不純物の合金で作った同一厚さの板は10 r i ~ 115 p s iである。

図 1 のグラフは、合金 2 および 3 の引張特性に対する熱処理の影響を示し、図 1 は本発明の合金 2 と 3 の引張特性を比較して示す。図 1 に示したように、直線 A と B の間にある本発明の合金は差性が 4 % より大きくなり、300 °C 合金 (従来の素材材) よりも引張強さが約 20 ~ 40 % 高く、種々の特性において優れている。

各ポチー材料の強度が高いということは、標準的な3004の耐食およびバックリング抵抗をそのまま維持した上で、各ポチーの肉厚を薄くすることができるということである。

### 例 3

既に説明したように、正偏板として用いた合板はベークンク後の強度ができるだけ低く、延性があることが必要である。

異種鋼 2 の金銀 8 の組成を持った合金に下記の処理を施した。

1. 熱間圧延 (3.0 mm まで)
2. 冷間圧延 (3.0 mm から 0.8 mm まで)
3. 焼鈍 (345°C × 1 時間)
4. 材料を 2 つに切離し、一方は 0.43 mm まで、他方は 0.355 mm まで冷間圧延した。
5. 両サンプルを 500°C × 1 時間の溶体化熱処理後、水で急冷した。
6. 両サンプルを 0.515 mm まで冷間圧延した。冷間圧延下率はそれぞれ 30% および 10% である。
7. 次に、各サンプルを切断して合計 8 個のサンプルとし、



特表平6-503854 (8)

金について8.4時間の人工時効を得た。

8. 各サンプルに12.1℃×8時間または8時間の人工時効を施した。

9. サンプルの半数に26.5℃×2.0分のベーキングを通した。

10. 次に、各サンプルについて引張試験およびカップを、得られた結果を表5に示す。

従前は、樹脂板メーカーで行っているベーキングによる強度および延性の低下を示す。

実施例3の結果から、本発明により製造した樹脂板はベーキング後の強度が強度および延性の低下を回復していることが分かる。

従来の樹脂板材料であるA.A.5182合金は、降伏応力が32.5 MPa、引張強度(UTS)が370 MPa、伸びが8%である。本発明の合金および方法による樹脂板材料は、ベーキング後の特性が従来の樹脂板材料と同等であることが分かる。

表 5

サンプルグループ	合金	熱処理 °C/hrs	圧延圧下率 %	ベーキング °C/min	引張強度 MPa	引張伸び %
L	A3	121/3	10	-	442	9.0
M	A3	121/6	10	-	474	8.0
N	A3	121/3	30	-	464	2(1.5)
P	A3	121/6	30	-	487	6.5
Q	A3	121/3	10	205/20	337	7.0
R	A3	121/6	10	205/20	367	7.0
S	A3	121/3	30	205/20	376	6.0
T	A3	121/6	30	205/20	371	6.5

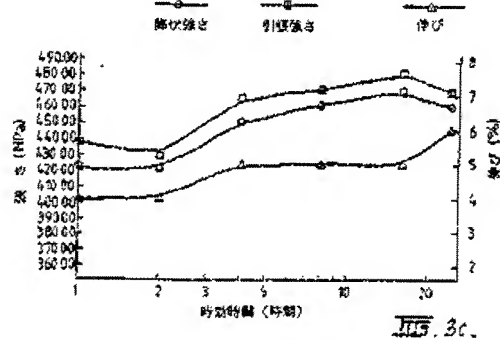
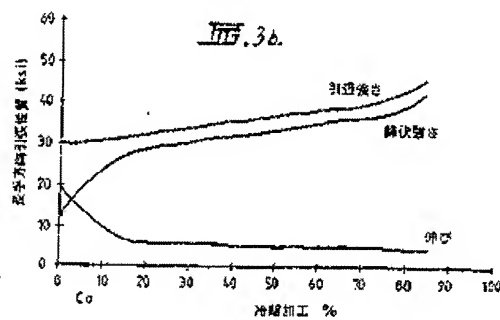
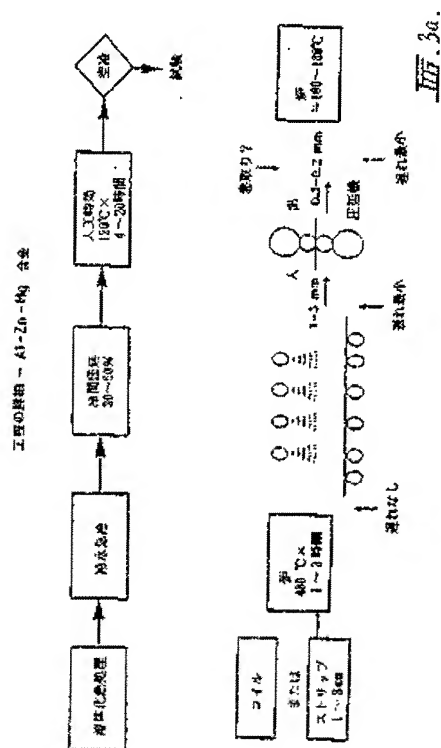
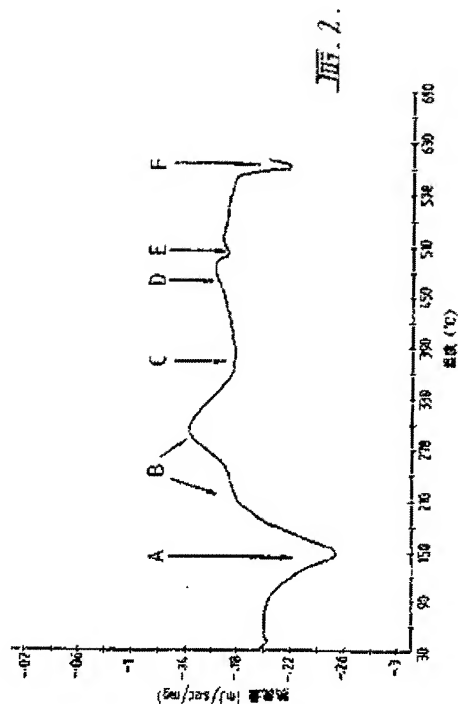
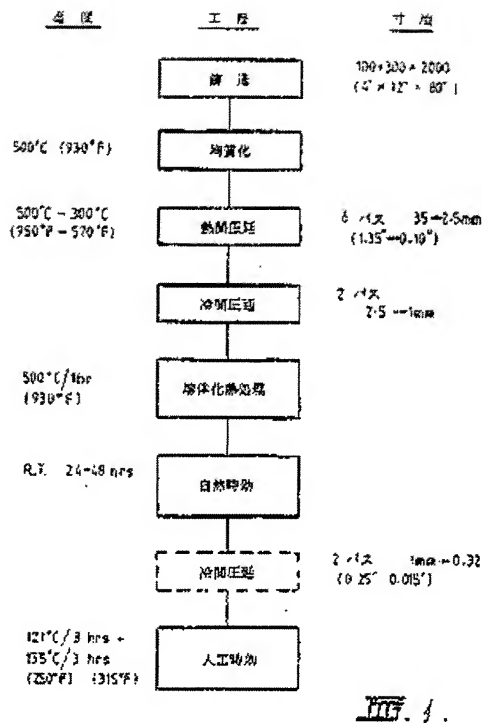
表 6 ベーキング前後の比較									
熱処理	合金	圧下率	引張強度		引張伸び		引張強度	引張伸び	引張伸び
			前	後	前	後	前	後	後
121/3	A3	10	442	474	9.0	8.0	442	9.0	9.0
121/6	A3	10	474	487	8.0	6.5	474	8.0	8.0
121/3	A3	30	464	487	2(1.5)	6.5	464	2(1.5)	6.5
121/6	A3	30	487	487	6.5	6.5	487	6.5	6.5

図-3は、従来の樹脂板材料に対する本発明の利点を概略的に図示したものである。右の両側が深くて両者の強度があることは、同じ材料の強度を測定するために必要な試料が少なくて済むので、合金コストが削減できるという点である。

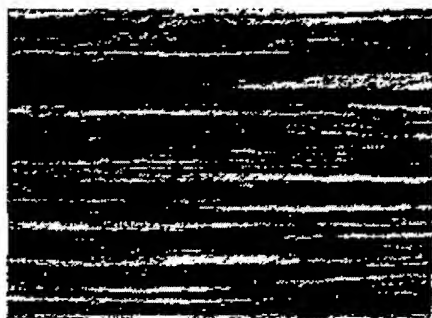
以上の実施例で示したように、従来の合金-樹脂板合金で得られる特性は十分に保たれた強度、延性および引張伸びを保持し、合金-樹脂板合金を製造することである。本発明の合金および方法を用いれば、樹脂板製造に必要な特性を保持し、樹脂板材料を製造することである。同一合金組成の同一タイプの合金を、同一樹脂板材料を製造することである。

請求の範囲は以下の引張伸びと引張伸び。

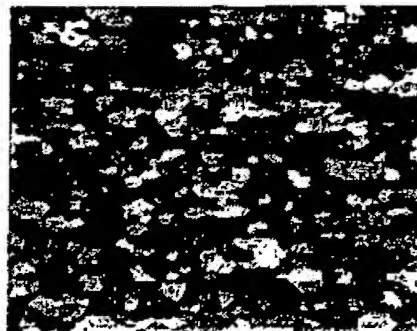
持表平6-503854 (9)



特許平6-503854 (10)



圧延後のマイクロ組織 (×200)



焼鈍 345℃ × 時間 (×200)

Fig. 4a.

合金2のマイクロ組織

Fig. 4b.

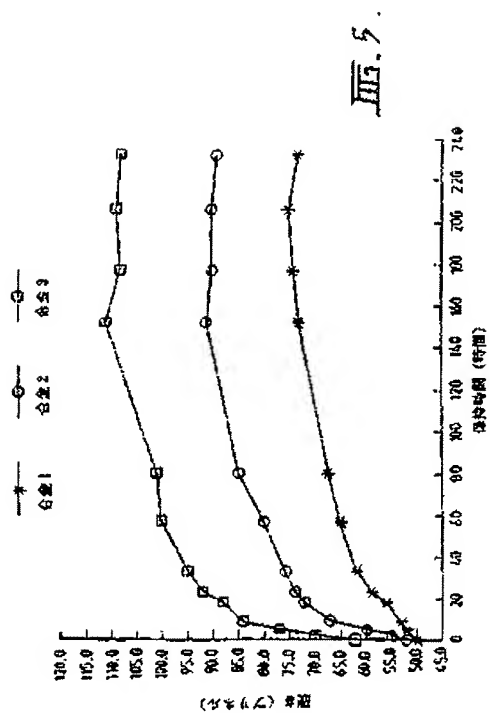
合金2のマイクロ組織



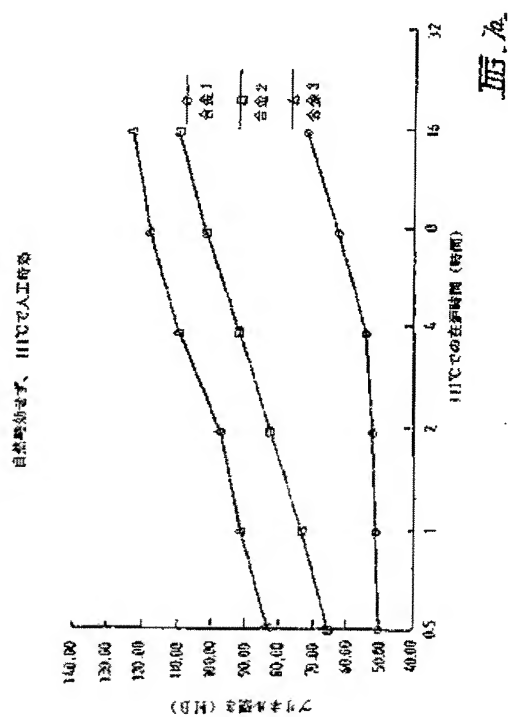
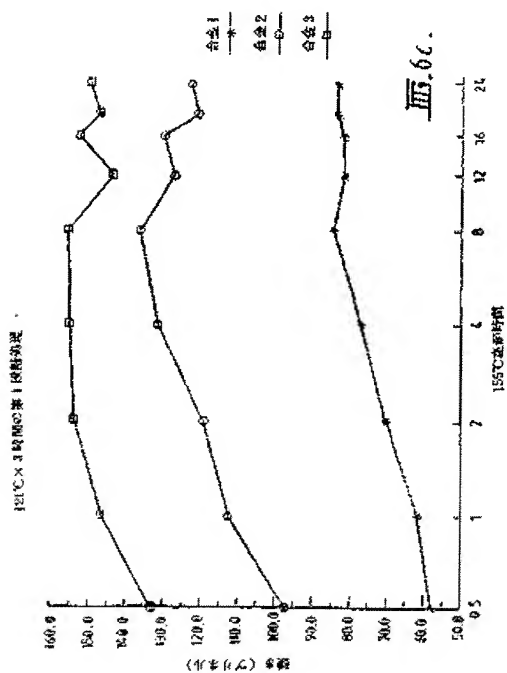
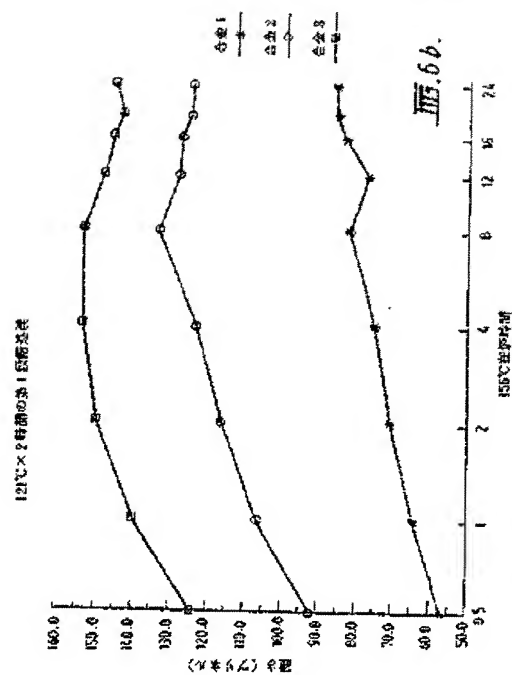
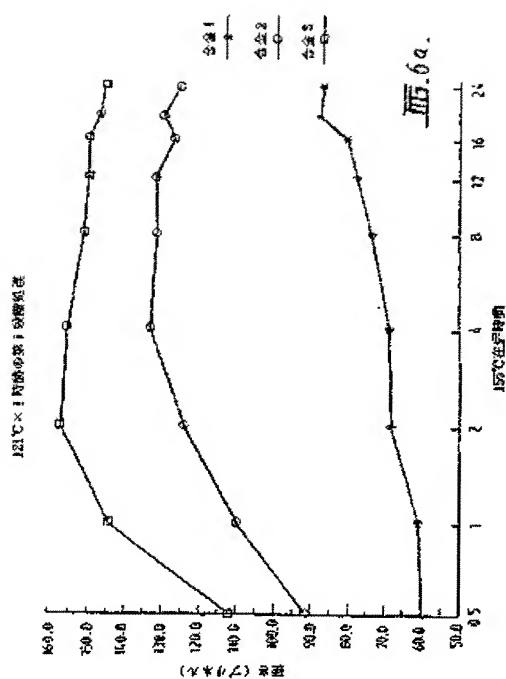
仕上げ状態の圧シートの観察される  
分散したα相

Fig. 4c.

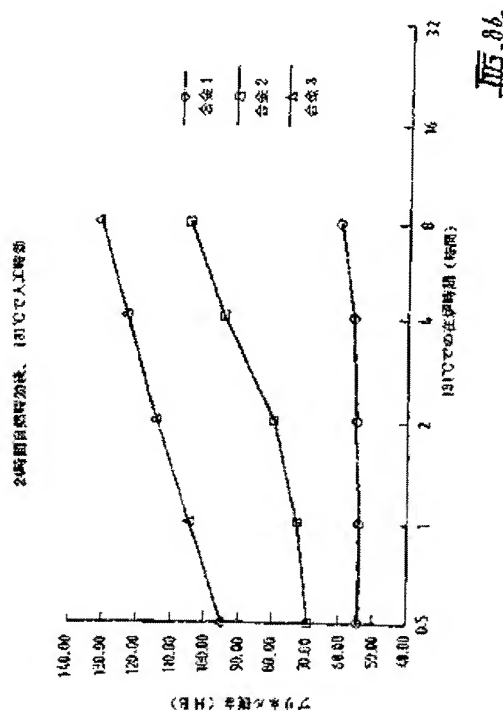
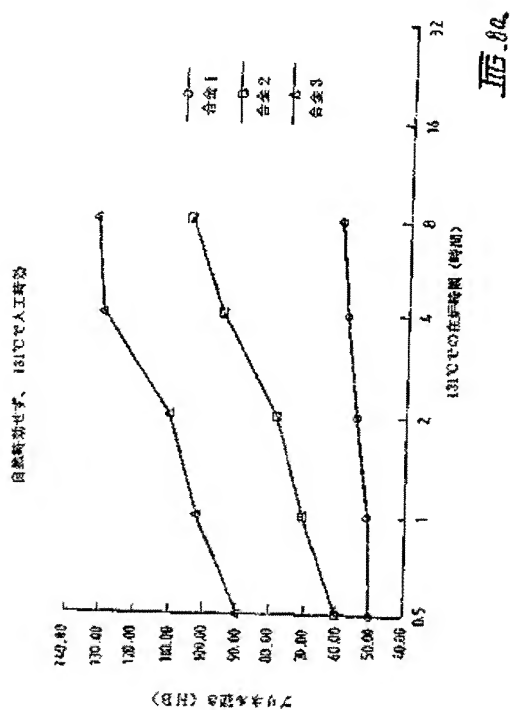
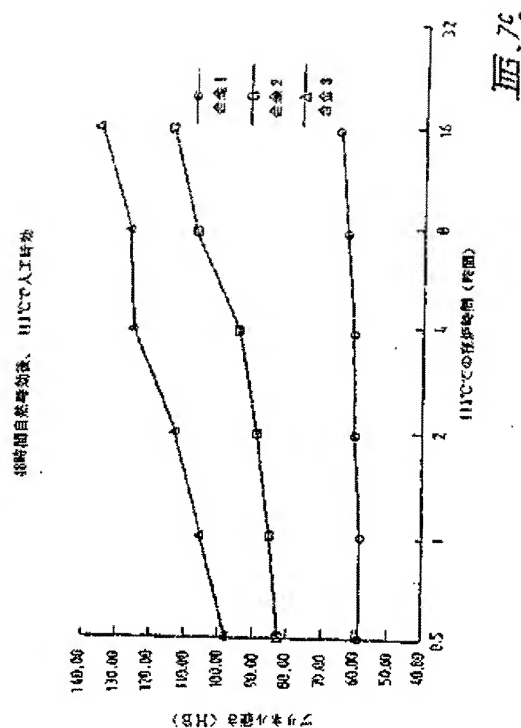
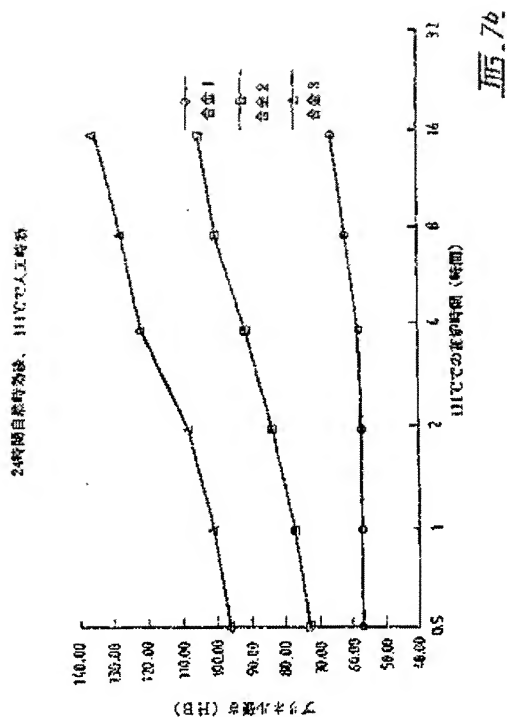
合金2のマイクロ組織

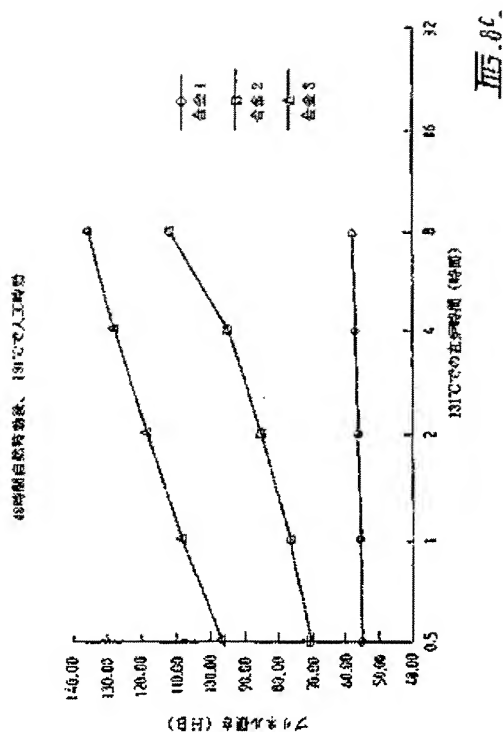


特表平6-503854 (11)



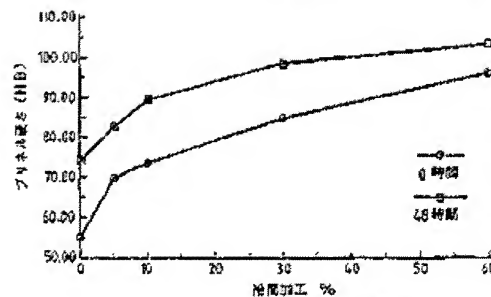
特表平6-503854 (12)



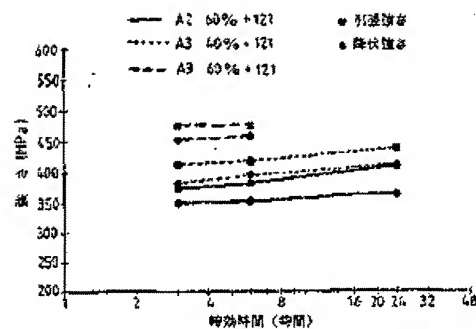


III. 8c.

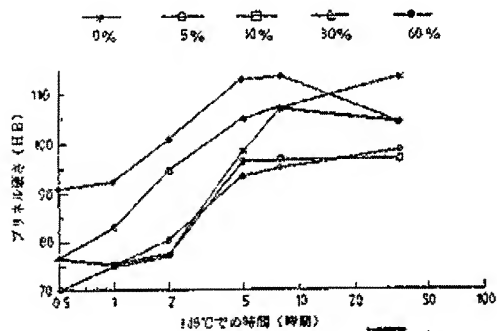
特表平6-503854 (13)



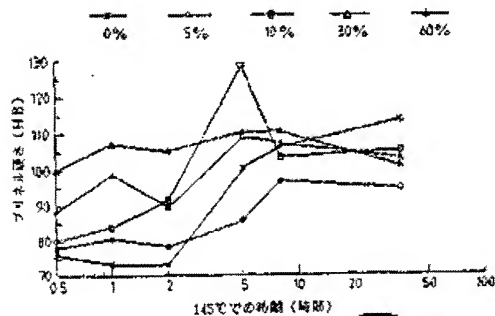
III. 9.



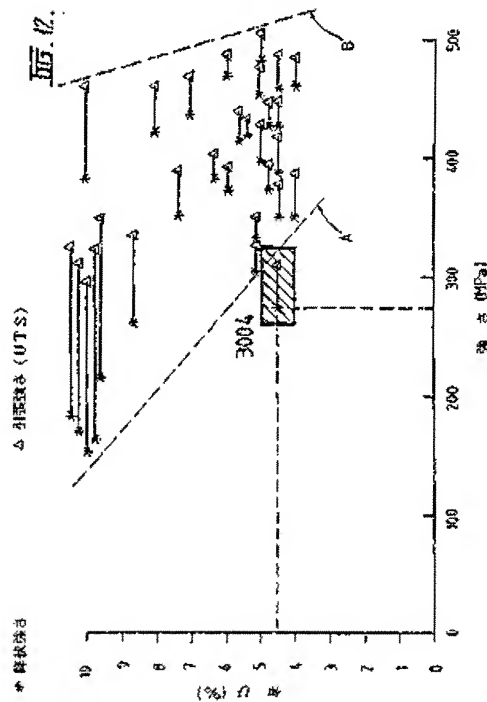
III. 11.



III. 10a.

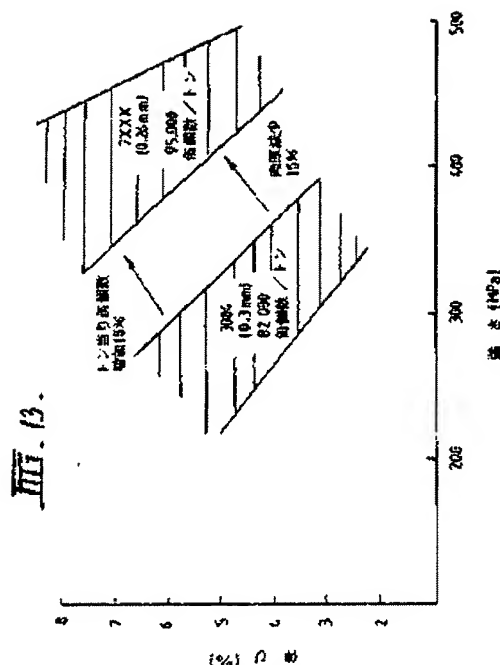



III. 10b.



III. 12.

特發平 6-503854 (14)



<div style="text-align: center;">  </div>			
4. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER. If known, classification number should follow "at"			
Considering the International Patent Classification, the subject-matter of the invention may be in Class 222.100.1, 222.100.2, 222.100.3, 222.100.4, 222.100.5, 222.100.6, 222.100.7, 222.100.8, 222.100.9, 222.100.10, 222.100.11, 222.100.12, 222.100.13, 222.100.14, 222.100.15, 222.100.16, 222.100.17, 222.100.18, 222.100.19, 222.100.20, 222.100.21, 222.100.22, 222.100.23, 222.100.24, 222.100.25, 222.100.26, 222.100.27, 222.100.28, 222.100.29, 222.100.30, 222.100.31, 222.100.32, 222.100.33, 222.100.34, 222.100.35, 222.100.36, 222.100.37, 222.100.38, 222.100.39, 222.100.40, 222.100.41, 222.100.42, 222.100.43, 222.100.44, 222.100.45, 222.100.46, 222.100.47, 222.100.48, 222.100.49, 222.100.50, 222.100.51, 222.100.52, 222.100.53, 222.100.54, 222.100.55, 222.100.56, 222.100.57, 222.100.58, 222.100.59, 222.100.60, 222.100.61, 222.100.62, 222.100.63, 222.100.64, 222.100.65, 222.100.66, 222.100.67, 222.100.68, 222.100.69, 222.100.70, 222.100.71, 222.100.72, 222.100.73, 222.100.74, 222.100.75, 222.100.76, 222.100.77, 222.100.78, 222.100.79, 222.100.80, 222.100.81, 222.100.82, 222.100.83, 222.100.84, 222.100.85, 222.100.86, 222.100.87, 222.100.88, 222.100.89, 222.100.90, 222.100.91, 222.100.92, 222.100.93, 222.100.94, 222.100.95, 222.100.96, 222.100.97, 222.100.98, 222.100.99, 222.100.100, 222.100.101, 222.100.102, 222.100.103, 222.100.104, 222.100.105, 222.100.106, 222.100.107, 222.100.108, 222.100.109, 222.100.110, 222.100.111, 222.100.112, 222.100.113, 222.100.114, 222.100.115, 222.100.116, 222.100.117, 222.100.118, 222.100.119, 222.100.120, 222.100.121, 222.100.122, 222.100.123, 222.100.124, 222.100.125, 222.100.126, 222.100.127, 222.100.128, 222.100.129, 222.100.130, 222.100.131, 222.100.132, 222.100.133, 222.100.134, 222.100.135, 222.100.136, 222.100.137, 222.100.138, 222.100.139, 222.100.140, 222.100.141, 222.100.142, 222.100.143, 222.100.144, 222.100.145, 222.100.146, 222.100.147, 222.100.148, 222.100.149, 222.100.150, 222.100.151, 222.100.152, 222.100.153, 222.100.154, 222.100.155, 222.100.156, 222.100.157, 222.100.158, 222.100.159, 222.100.160, 222.100.161, 222.100.162, 222.100.163, 222.100.164, 222.100.165, 222.100.166, 222.100.167, 222.100.168, 222.100.169, 222.100.170, 222.100.171, 222.100.172, 222.100.173, 222.100.174, 222.100.175, 222.100.176, 222.100.177, 222.100.178, 222.100.179, 222.100.180, 222.100.181, 222.100.182, 222.100.183, 222.100.184, 222.100.185, 222.100.186, 222.100.187, 222.100.188, 222.100.189, 222.100.190, 222.100.191, 222.100.192, 222.100.193, 222.100.194, 222.100.195, 222.100.196, 222.100.197, 222.100.198, 222.100.199, 222.100.200, 222.100.201, 222.100.202, 222.100.203, 222.100.204, 222.100.205, 222.100.206, 222.100.207, 222.100.208, 222.100.209, 222.100.210, 222.100.211, 222.100.212, 222.100.213, 222.100.214, 222.100.215, 222.100.216, 222.100.217, 222.100.218, 222.100.219, 222.100.220, 222.100.221, 222.100.222, 222.100.223, 222.100.224, 222.100.225, 222.100.226, 222.100.227, 222.100.228, 222.100.229, 222.100.230, 222.100.231, 222.100.232, 222.100.233, 222.100.234, 222.100.235, 222.100.236, 222.100.237, 222.100.238, 222.100.239, 222.100.240, 222.100.241, 222.100.242, 222.100.243, 222.100.244, 222.100.245, 222.100.246, 222.100.247, 222.100.248, 222.100.249, 222.100.250, 222.100.251, 222.100.252, 222.100.253, 222.100.254, 222.100.255, 222.100.256, 222.100.257, 222.100.258, 222.100.259, 222.100.260, 222.100.261, 222.100.262, 222.100.263, 222.100.264, 222.100.265, 222.100.266, 222.100.267, 222.100.268, 222.100.269, 222.100.270, 222.100.271, 222.100.272, 222.100.273, 222.100.274, 222.100.275, 222.100.276, 222.100.277, 222.100.278, 222.100.279, 222.100.280, 222.100.281, 222.100.282, 222.100.283, 222.100.284, 222.100.285, 222.100.286, 222.100.287, 222.100.288, 222.100.289, 222.100.290, 222.100.291, 222.100.292, 222.100.293, 222.100.294, 222.100.295, 222.100.296, 222.100.297, 222.100.298, 222.100.299, 222.100.300, 222.100.301, 222.100.302, 222.100.303, 222.100.304, 222.100.305, 222.100.306, 222.100.307, 222.100.308, 222.100.309, 222.100.310, 222.100.311,			

[illegible]

ANNEX TO THE INTERNATIONAL SEARCH REPORT ON  
INTERNATIONAL APPLICATION NO. PCT/AU 91/00375

This Agency has the known "A" publication level parent family members relating to the parent documents cited in the above-mentioned international search report. The Australian Patent Office is in no way liable for those particulars which are merely shown for the purpose of information.

Parent Document Chad in Search Record		Parent Family Member					
CB	1171144	BE DE	899170C 148355A	CH L2	870448 124387	AL HL	4660707 9816982
CB	9227796	BE IL	718295E 300044	CH HL	1680204 0803090	EA	352978
CB	7309181	BE	890709	CH HL	480301	AL	4705911

END OF ASINER



特表平6-503854 (15)

フロントページの続き

(81) 指定国 EP(AT, BE, CH, DE,  
DK, ES, FR, GB, GR, IT, LU, NL, S  
E), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA  
, GN, ML, MR, SN, TD, TG), AT, AU  
, BB, BG, BR, CA, CH, CS, DE, DK,  
ES, FI, GB, HU, JP, KP, KR, LK, L  
U, MC, MG, MW, NL, NO, PL, RO, SD  
, SE, SU, US